

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **08035039 A**

(43) Date of publication of application: **06.02.96**

(51) Int. Cl. **C22C 38/00**
C21D 8/04
C21D 9/48
C22C 38/06
C22C 38/54

(21) Application number: **06169421**

(22) Date of filing: **21.07.94**

(71) Applicant: **KAWASAKI STEEL CORP**

(72) Inventor: **TOSAKA AKIO**
KATO TOSHIYUKI
KUKUMINATO HIDEO

**(54) STEEL SHEET FOR CAN MANUFACTURING,
EXCELLENT IN BAKING HARDENABILITY AND
AGING RESISTANCE AND HAVING HIGH
STRENGTH AND HIGH WORKABILITY, AND ITS
PRODUCTION**

(57) Abstract:

PURPOSE: To produce a steel sheet for can manufacturing, excellent in baking hardenability and aging resistance and having high strength and high workability, by preparing a steel sheet for can manufacturing, in which the contents of components are specified and also metallic structure and sheet thickness are respectively specified.

CONSTITUTION: A steel sheet, consisting of, by weight, 0.05-0.15% C, >0.10-0.30% Si, 0.05-1.20% Mn, 0.015-0.150% P, \leq 0.010% S, 0.020-0.150%

Al, \leq 0.0100% N, and the balance iron with inevitable impurities, is prepared. At this time, the structure of this steel sheet is composed of a mixed structure consisting of ferritic phases of $\leq 15\mu\text{m}$ average crystalline grain size and pearlitic phases finely and uniformly dispersed among ferritic crystalline grains or pearlitic phases containing $\leq 5\text{vol.}\%$ bainitic phases and finely and uniformly dispersed among ferritic crystalline grains, and sheet thickness is regulated to $\leq 0.30\text{mm}$. By this method, the steel sheet for can manufacturing, excellent in baking hardenability and aging resistance and having high strength and high workability, can be obtained, and a product having sufficient can strength at the time of use after can manufacturing can be produced.

COPYRIGHT: (C)1996,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平8-35039

(43) 公開日 平成8年(1996)2月6日

(51) Int.Cl. ⁴	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1 T			
C 2 1 D 8/04	A	8821-4K		
9/48	M			
	H			
C 2 2 C 38/06				

審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 14 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願平6-169421	(71) 出願人	000001258 川崎製鉄株式会社 兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号
(22) 出願日	平成6年(1994)7月21日	(72) 発明者	登坂 章男 千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社鉄鋼開発・生産本部鉄鋼研究所内
		(72) 発明者	加藤 俊之 千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社鉄鋼開発・生産本部鉄鋼研究所内
		(74) 代理人	弁理士 杉村 暁秀 (外5名) 最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 焼付け硬化性及び耐時効性に優れた高強度高加工性製缶用鋼板及びその製造方法

(57) 【要約】

【目的】 フェライト相と析出相（主に、パーライト相）との析出割合を制御するとともに、フェライト結晶粒間に存在する析出相を、均一に微細分散析出させた、焼付け硬化性及び耐時効性に優れた高強度高加工性製缶用鋼板及びその製造方法を得るにある。

【構成】 C : 0.05~0.15wt%、Si : 0.10wt% 超え0.30wt% 以下、Mn : 0.05~1.20wt%、P : 0.015 ~ 0.150wt%、S : 0.010wt%以下、Al : 0.020 ~ 0.150wt%、及びN : 0.0100wt% 以下、及び、残部不可避的不純物及び鉄からなり、結晶粒径が平均15 μ m 以下のフェライト相と、フェライト結晶粒間に均一微細分散したパーライト相、又は5 vol%以下のベイナイト相を含んでフェライト結晶粒間に均一微細分散したパーライト相との混合組織よりなる。

【特許請求の範囲】

【請求項1】C：0.05～0.15wt%、Si：0.10wt% 超え0.30wt% 以下、

Mn：0.05～1.20wt%、P：0.015～0.150wt%、
S：0.010wt%以下、Al：0.020～0.150wt%、
N：0.0100wt% 以下、及び、残部不可避的不純物と鉄からなり、結晶粒径が平均15 μ m 以下のフェライト相と、フェライト結晶粒間に均一微細分散したパーライト相、又は5 vol%以下のベイナイト相を含んでフェライト結晶粒間に均一微細分散したパーライト相との混合組織よりなり、板厚が0.30mm 以下である、焼付け硬化性及び耐時効性に優れた高強度高加工性製缶用鋼板。

【請求項2】C：0.05～0.15wt%、Si：0.10wt% 超え0.30wt% 以下、

Mn：0.05～1.20wt%、P：0.015～0.150wt%、
S：0.010wt%以下、Al：0.020～0.150wt%、
N：0.0100wt% 以下を含有し、さらに、
Cu：0.050～0.500wt%、Ni：0.050～0.500wt%、
Cr：0.050～1.000wt%、B：0.0005～0.0030wt% のうちの少なくとも一種を含有し、残部は不可避的不純物と鉄からなり、結晶粒径が平均15 μ m 以下のフェライト相と、フェライト結晶粒間に均一微細分散したパーライト相、又は5 vol%以下のベイナイト相を含んでフェライト結晶粒間に均一微細分散したパーライト相との混合組織よりなり、板厚が0.30mm 以下である、焼付け硬化性及び耐時効性に優れた高強度高加工性製缶用鋼板。

【請求項3】C：0.05～0.15wt%、Si：0.10wt% 超え0.30wt% 以下、

Mn：0.05～1.20wt%、P：0.015～0.150wt%、
S：0.010wt%以下、Al：0.020～0.150wt%、
N：0.0100wt% 以下、及び、残部不可避的不純物と鉄からなる鋼素材に、仕上げ温度が850～930℃となる熱間圧延を施した後、その1秒以内に50℃/s 以上の冷却速度で冷却して540℃以下400℃以上の温度域で巻取り、酸洗後に70～90%の圧下率で1次冷間圧延を施した後、850℃以下でかつ(A_{C1}+10℃)～(A_{C1}+50℃)の温度域で20秒以上の間、均熱保持して、オーステナイト量の、フェライト量とオーステナイト量との和の全量に対する割合を10～50vol%の範囲に制御し、しかる後、70℃/s 以上の冷却速度で400℃以下の温度まで急冷して300℃以上の温度域に20～60秒の間、恒温保持し、さらに通常の焼鈍を行った後に10～35%の圧下率で2次冷間圧延を施すことを特徴とする、焼付け硬化性及び耐時効性に優れた高強度高加工性製缶用鋼板の製造方法。

【請求項4】C：0.05～0.15wt%、Si：0.10wt% 超え0.30wt% 以下、

Mn：0.05～1.20wt%、P：0.015～0.150wt%、
S：0.010wt%以下、Al：0.020～0.150wt%、
N：0.0100wt% 以下を含有し、さらに、
Cu：0.050～0.500wt%、Ni：0.050～0.500wt%

Cr：0.050～1.000wt%、B：0.0005～0.0030wt% のうちの少なくとも一種を含有し、残部不可避的不純物と鉄からなる鋼素材に、仕上げ温度が850～930℃となる熱間圧延を施した後、その1秒以内に50℃/s 以上の冷却速度で冷却して540℃以下400℃以上の温度域で巻取り、酸洗後に70～90%の圧下率で1次冷間圧延を施した後、850℃以下でかつ(A_{C1}+10℃)～(A_{C1}+50℃)の温度域で20秒以上の間均熱保持して、オーステナイト量の、フェライト量とオーステナイト量との和の全量に対する割合を10～50vol%の範囲に制御し、しかる後、70℃/s 以上の冷却速度で400℃以下の温度まで急冷して300℃以上の温度域に20～60秒の間、恒温保持し、さらに通常の焼鈍を行った後に10～35%の圧下率で2次冷間圧延を施すことを特徴とする、焼付け硬化性及び耐時効性に優れた高強度高加工性製缶用鋼板の製造方法。

【請求項5】C：0.05～0.15wt%、Si：0.10wt% 超え0.30wt% 以下、

Mn：0.05～1.20wt%、P：0.015～0.150wt%、
S：0.010wt%以下、Al：0.020～0.150wt%、
N：0.0050wt% 以下、及び、残部不可避的不純物と鉄からなる鋼素材に、仕上げ温度が850～930℃となる熱間圧延を施した後、その1秒以内に50℃/s 以上の冷却速度で冷却して540℃以下400℃以上の温度域で巻取り、酸洗後に70～90%の圧下率で1次冷間圧延を施した後、850℃以下でかつ(A_{C1}+10℃)～(A_{C1}+50℃)の温度域で20秒以上の間、均熱保持して、オーステナイト量の、フェライト量とオーステナイト量との和の全量に対する割合を10～50vol%の範囲に制御し、しかる後、70℃/s 以上の冷却速度で400℃以下の温度まで急冷して300℃以上の温度域に20～60秒の間、恒温保持することを特徴とする、焼付け硬化性及び耐時効性に優れた高強度高加工性製缶用鋼板の製造方法。

【請求項6】C：0.05～0.15wt%、Si：0.10wt% 超え0.30wt% 以下、

Mn：0.05～1.20wt%、P：0.015～0.150wt%、
S：0.010wt%以下、Al：0.020～0.150wt%、
N：0.0050wt% 以下を含有し、さらに、
Cu：0.050～0.500wt%、Ni：0.050～0.500wt%、
Cr：0.050～1.000wt%、B：0.0005～0.0030wt% のうちの少なくとも一種を含有し、残部は不可避的不純物と鉄からなる鋼素材に、仕上げ温度が850～930℃となる熱間圧延を施した後、その1秒以内に50℃/s 以上の冷却速度で冷却して540℃以下400℃以上の温度域で巻取り、酸洗後に70～90%の圧下率で1次冷間圧延を施した後、850℃以下でかつ(A_{C1}+10℃)～(A_{C1}+50℃)の温度域で20秒以上の間均熱保持して、オーステナイト量の、フェライト量とオーステナイト量との和の全量に対する割合を10～50vol%の範囲に制御し、しかる後、70℃/s 以上の冷却速度で400℃以下の温度まで急冷して300℃以上の温度域に20～60秒の間、恒温保持すること

を特徴とする、焼付け硬化性及び耐時効性に優れた高強度高加工性製缶用鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】この発明は、製缶時に行われる焼付け塗装によって素材の降伏応力が増加する性質、いわゆる焼付け硬化性に優れ、かつ、素材の組織が経時的に変化しにくい性質、いわゆる耐時効性に優れた高強度高加工性製缶用鋼板及びその製造方法に関するものである。Siは、鋼板の表面性状を悪化させる元素として、従来、その使用が敬遠されていたが、超高压デスケーリング技術及び圧延鋼板の温度制御技術が目覚ましく進歩して、Si含有量のアップが可能になったことから、この発明は、特に、鋼素材中にSiを積極的に含有させて、鋼の前記混合組織の安定化を図ったものである。

【0002】

【従来の技術】製缶用鋼板は、一般に、製缶時には加工性に優れていること（高加工性）、かつ、製缶後の使用時には十分な缶強度を有すること（高強度）が必要であり、これに加えて、焼付け硬化性及び耐時効性に優れていることが望ましい。製缶用鋼板の高強度化を図る場合、特公昭38-8563号公報に記載されているように、2回冷間圧延法で製造するのが一般的である。しかし、この鋼板は、加工強化によって高強度化を図ったものであるため、熱的に不安定であり、焼付け硬化性及び耐時効性は好ましくなく、加工性も悪かった。

【0003】そのため、特開昭59-50125号公報には、高強度と高加工性の双方を具備する製缶用鋼板を開発した例が記載されている。この公報に記載された製缶用鋼板の製造方法は、冷間圧延後に730～850℃の温度域で均熱保持してフェライト相とオーステナイト相との2相組織を形成し、その後、急冷することによる。この製缶用鋼板は、高延性のフェライト相と硬質化した析出相（マルテンサイト相）との析出割合を調整することによって、高強度及び高加工性の双方を満足させることを狙ったものである。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】しかし、前掲公報に記載の製造方法で製造された製缶用鋼板は、フェライト相と析出相との析出割合を制御することはできるが、フェライト結晶粒間に存在する析出相は、圧延等の加工によって最終的に層状になる傾向にあり、この層状になった析出相を均一微細分散状態にすることは、この製造方法では難しい。この層状組織は、加工性にとっては好ましいものではなく、また、加工による面内異方性も大きくなるため、この鋼板を、2ピースのDⅠ缶などに適用した場合、深絞り加工時におけるノンイヤリング性が悪化するなど用途によっては使用時の障害になった。さらに、前掲公報に記載の製缶用鋼板は、焼付け硬化性については優れているものの、急冷によって熱力学的に不安

定な析出相を析出させているため、組織が熱的に不安定であり、時効による組織変化が生じるおそれがある。またマルテンサイトが硬質でありすぎるため材質のバラツキが大きくなる傾向が強い。この結果、製缶時や製缶後の使用時に、形成不良を招いたりして好ましくない場合があった。

【0005】そこで、この発明の目的は、フェライト相と析出相（主に、パーライト相）との析出割合を制御するとともに、フェライト結晶粒間に存在する析出相を、均一に微細分散析出させることにより、焼付け硬化性及び耐時効性の双方に優れた高強度高加工性製缶用鋼板及びその製造方法を得るにある。

【0006】

【課題を解決するための手段】上記目的に鑑みて発明者らは、組成成分、鋼組織、及び製造条件を最適化することによって、製缶用鋼板に必要な前記諸性質を満足しうることを見出した。

【0007】すなわち、この発明の高強度高加工性製缶用鋼板は、C：0.05～0.15wt%、Si：0.10wt% 超え0.30wt% 以下、Mn：0.05～1.20wt%、P：0.015～0.150wt%、S：0.010wt%以下、Al：0.020～0.150wt%、及びN：0.0100wt% 以下、及び、残部不可避の不純物と鉄からなり、結晶粒径が平均15μm 以下のフェライト相と、フェライト結晶粒間に均一微細分散したパーライト相、又は5vol%以下のベイナイト相を含んでフェライト結晶粒間に均一微細分散したパーライト相との混合組織よりなり、板厚が0.30mm 以下である。

【0008】また、前記鋼板は、C：0.05～0.15wt%、Si：0.10wt% 超え0.30wt% 以下、Mn：0.05～1.20wt%、P：0.015～0.150wt%、S：0.010wt%以下、Al：0.020～0.150wt%、N：0.0100wt% 以下を含有し、さらに、Cu：0.050～0.500wt%、Ni：0.050～0.500wt%、Cr：0.050～1.000wt%、B：0.0005～0.0030wt% のうちの少なくとも一種を含有し、残部は不可避の不純物と鉄からなることが好ましい。

【0009】この発明の高強度高加工性製缶用鋼板の製造方法は、C：0.05～0.15wt%、Si：0.10wt% 超え0.30wt% 以下、Mn：0.05～1.20wt%、P：0.015～0.150wt%、S：0.010wt%以下、Al：0.020～0.150wt%、N：0.0100wt% 以下、及び、残部不可避の不純物と鉄からなる鋼素材に、仕上げ温度が850～930℃となる熱間圧延を施した後、その1秒以内に50℃/s 以上の冷却速度で冷却して540℃以下400℃以上の温度域で巻取り、酸洗後に70～90%の圧下率で1次冷間圧延を施した後、850℃以下でかつ（Ac₁+10℃）～（Ac₁+50℃）の温度域で20秒以上の間、均熱保持して、オーステナイト量の、フェライト量とオーステナイト量との和の全量に対する割合を10～50vol%の範囲に制御し、しかる後、70℃/s 以上の冷却速度で400℃以下の温度まで急冷して300℃以上の温度域に20～60秒の間、恒温保持し、さらに

通常の焼鈍を行った後に10~35%の圧下率で2次冷間圧延を施すものである。

【0010】前記製造方法は、前記鋼素材が、C：0.05~0.15wt%、Si：0.10wt% 超え0.30wt% 以下、Mn：0.05~1.20wt%、P：0.015~0.150wt%、S：0.010wt%以下、Al：0.020~0.150wt%、N：0.0100wt% 以下を含有し、さらに、Cu：0.050~0.500wt%、Ni：0.050~0.500wt%、Cr：0.050~1.000wt%、B：0.0005~0.0030wt%のうちの少なくとも一種を含有することが好ましい。

【0011】また、この発明の高強度高加工性製缶用鋼板の製造方法は、特に、加工性をより重視する場合は、C：0.05~0.15wt%、Si：0.10wt% 超え0.30wt% 以下、Mn：0.05~1.20wt%、P：0.015~0.150wt%、S：0.010wt%以下、Al：0.020~0.150wt%、N：0.0050wt%以下、及び、残部不可避の不純物と鉄からなる鋼素材に、仕上げ温度が850~930℃となる熱間圧延を施した後、その1秒以内に50℃/s以上の冷却速度で冷却して540℃以下400℃以上の温度域で巻取り、酸洗後に70~90%の圧下率で1次冷間圧延を施した後、850℃以下でかつ(A_{C1}+10℃)~(A_{C1}+50℃)の温度域で20秒以上の間、均熱保持して、オーステナイト量の、フェライト量とオーステナイト量との和の全量に対する割合を10~50vol%の範囲に制御し、しかる後、70℃/s以上の冷却速度で400℃以下の温度まで急冷して300℃以上の温度域に20~60秒の間、恒温保持することが好ましい。

【0012】前記製造方法は、前記鋼素材が、C：0.05~0.15wt%、Si：0.10wt% 超え0.30wt% 以下、Mn：0.05~1.20wt%、P：0.015~0.150wt%、S：0.010wt%以下、Al：0.020~0.150wt%、N：0.0050wt% 以下を含有し、さらに、Cu：0.050~0.500wt%、Ni：0.050~0.500wt%、Cr：0.050~1.000wt%、B：0.0005~0.0030wt%のうちの少なくとも一種を含有することがより好ましい。

【0013】

【作用】以下に、この発明において記載した組成成分、鋼組織、及び製造条件の限定理由について分けて説明する。

C：0.05~0.15wt%

満足な強度を得るには、C含有量を、0.05wt%以上、より望ましくは0.08wt%以上にすることが必要である。しかし、C含有量は、その増加とともに溶接性を悪化させる傾向にあるため、その上限を0.15wt%とする。なお、C含有量は、実際には、均熱保持時に、オーステナイト量の、フェライト量とオーステナイト量との和の全量に対する割合が10~50%となり、かつ、析出相がフェライト結晶粒間に均一微細分散するように設定する。

【0014】Si：0.10wt% 超え0.30wt% 以下

鋼中のSiは、フェライト相中で安定に存在するとともに、このフェライト相中のCをオーステナイト相中に排斥する作用がある。従って、フェライト相を高純度化す

るとともに、オーステナイト相をCで安定化させることができ、これにより、フェライト相と析出相（主にパーライト相）との安定な混合組織を得るには有利な元素である。しかし、その反面、表面性状を悪化させる傾向があるため、従来は含有量を少なくせざるをえなかったが（従来のSi含有量：0.10wt%以下）、発明者らが種々の検討を行った結果、熱間圧延時に十分なスケール除去能力を有する装置を使用し、十分高い仕上げ温度を確保し、さらに一次冷間圧延後の熱処理を比較的高温で行うことによって、鋼中にSiを多めに添加しても、0.30wt%以下であれば、表面性状の悪化はさほど問題にならないことを見出した。また、Si量を0.10wt%を超えて含有する鋼板は、例えば、3ピース缶での溶接の際には、溶接可能な溶接電流範囲が通常の鋼板に比べて広くなることも判明した。従って、Si含有量は0.10wt% 超え0.30wt%以下の範囲とした。なお、より一層良好な表面性状が必要な場合は、Si含有量を0.20wt%以下にすることが望ましい。

【0015】Mn：0.05~1.20wt%

Mnは最終的に目標とする微細分散組織を通常の焼鈍時の冷却速度で得るには添加が望ましい元素であるが、本発明の場合、極薄鋼板であるので、通常ガスジェット冷却であっても、比較的大きな冷却速度を実現できるので、この目的で、Mnを多量に含有させる必要はなく、Mn含有量が0.05wt%程度以上であれば、目標とする微細分散組織を得ることができる。また、Mn含有量が1.20wt%を超えると、鋼板の耐食性に悪影響を及ぼすとともに、Mn自体の凝固偏析に起因する層状組織が最終的に改善されず、さらに冷間圧延による加工性が低下する。従って、Mn含有量を0.05~1.20wt%の範囲とした。なお、実操業では、連続焼鈍における操業安定性を考慮して0.30wt%以上にすることが望ましい。またMn添加量の上限も0.80%とすることが加工性の面より望ましい。

【0016】P：0.015~0.150wt%

Pは強度の増加には有利であり、安価であることもあり材質的には望ましい元素であるが、0.150wt%を超えると、偏析に起因した層状組織をより助長することになるため好ましくない。また、下限は脱P処理に要するコストアップを加味し、材質の改善効果が得られる0.015wt%以上にする。従って、P含有量を0.015~0.150wt%の範囲とした。また、安定に均一微細組織を得るには、P含有量を0.080wt%以下にすることがより望ましい。

【0017】S：0.010wt%以下

S含有量は、製缶後の耐食性を悪化させ、また、前記層状組織の形成を助長するので、少ないほど望ましい。特に、高強度の鋼板ほど、前記層状組織の形成をより助長される。従って、S低減におけるコスト性の悪化との兼ね合いからS含有量は0.010wt%以下とした。なお、フランジ加工性を考慮する場合は、0.007wt%以下にすることが好ましい。

【0018】Al: 0.020 ~ 0.150wt%

Alは脱酸剤として、また介在物低減のために必要な元素である。十分な鋼の清浄化を図るには、Al含有量を0.020wt%以上にする必要がある。また、0.150wt%を超えると、鋼の異常な硬化や表面欠陥が発生しやすくなり、缶用鋼板の用途としては好ましくない。従って、Al含有量は0.020 ~ 0.150wt%とした。なお、介在物を安定的に低減し、表面性状の安定化を図るには、0.040 ~ 0.120wt%の範囲にすることが望ましい。

【0019】N: 0.0100wt% 以下

Nは従来から固溶強化元素として用いられているが、従来のごとく焼鈍が変態点以下の低温域で実施された場合は時効しやすくなり、特に、2次冷延率が低い場合はその添加が制限されていた。しかし、本発明の製造条件であれば、従来鋼に比してN含有量を0.0100wt%程度までは多くしても、時効を抑制できることを見出し、これにより、素材の高強度化を図ることができるが、0.0100wt%を超えると、焼付け硬化性は向上するものの、耐時効性は劣化する傾向にあること、さらに成分の制御が困難となり材質の変動要因となる。従って、N含有量は0.0100wt%以下とした。なお、ブローホールの生成を防止するためには、0.0080%以下にすることが望ましい。また、高強度よりも高加工性を重視する場合は、N含有量を0.0050wt%以下にすることが好ましく、より好ましくは0.0030wt%以下にする。

【0020】また、上述した元素の他に、Cu、Ni、Cr、及びBのうちの少なくとも一種を含有することがより好ましい。

Cu: 0.050 ~ 0.500wt%

Cuは、鋼の延性を害することなく鋼を強化できる望ましい元素であると同時に、鋼の変態点を低下させることによって、熱間圧延時の仕上げ温度の規制を緩和し、一次冷間圧延後の熱処理による混合組織の生成を促進する効果がある。この効果は、0.050wt%のCu含有量から認められ、また、0.500wt%を超えると飽和して効果が小さくなる。そのため、Cu含有量を無意味に増加させることは、鋼の溶製コストの上昇につながるため望ましくない。従って、Cu含有量は0.050 ~ 0.500wt%の範囲とした。また、Cuは、耐食性の向上効果も有するため、この効果を発揮させる場合は、0.10%以上含有することが望ましい。

【0021】Ni: 0.050 ~ 0.500wt%

NiもCuと同様に鋼の変態点を低下させる効果があり、組織の微細化を通じて材質の改善に寄与する。Cuと同様の理由によりCu含有量の範囲を限定するが、表面の美麗さが要求される場合は、Cu×(0.2~1.0)の範囲のNiを含有するのが望ましい。なお、このNiの効果は、単独又はCuとの組み合わせのいずれにも関係なく、得られるものである。表面の美麗さをより厳格に要求される場合は、(%Cu)×(0.5~1.0)の範囲がより望ましい。

【0022】Cr: 0.050 ~ 1.000wt%

CrもCuと同様の効果ならびに耐食性向上の効果がある。0.050wt%以上で効果が認められ、1.000wt%を超えると飽和する。従って、Cr含有量は0.050 ~ 1.000wt%とした。

【0023】B: 0.0005 ~ 0.0030wt%

Bは、従来知られているように、熱間圧延後の巻取り温度を低くしてもNを固定する効果があるが、本発明では、この効果の他に、2相域の変態を行った際の組織の異常な成長を防ぎ、また、熱処理後に急速冷却を行った場合でもNが固溶状態で残存するのを抑制して時効による材質劣化を防止する効果がある。このような効果を発揮するためのB含有量は、0.0005wt%以上である。また、B含有量は、過剰になると素材の面内異方性が大きくする傾向にあるので、問題が生じない0.0030wt%以下にする。Bの添加効果は、単独でも、Ni、Cuと同時に添加されても発揮される。なお、この鋼板を深絞り加工に供する場合、特にイヤリングの発生が問題となる用途では0.0010wt%以下とすることが望ましい。

【0024】次に、本発明に従う鋼の組織について説明する。鋼の組織の最適化は本発明においては重要な案件の一つである。鋼の組織は、フェライト結晶粒間に存在する析出相が、最終的に層状になった組織の場合、板厚方向で機械的特性が不連続に変化しているため、この層状組織は、加工性を悪化させるため好ましくない。また、フェライト結晶粒の平均粒径が15μmを超える場合は、2次冷延後のイヤリング特性が顕著に劣化することに加え、本発明の重要な特性である、焼付け硬化性と耐時効性の向上が両立しなくなる。一方、平均粒径が10μm以下となると顕著な強度の増加が得られさらに望ましい。この原因については不明であるが、粒界に偏析するC等の侵入型固溶元素の挙動の変化に基づくものと考えられる。鋼の組織は、フェライト結晶粒間に、析出相を、最終的に均一微細分散させた組織にすることが、加工性と耐時効性にとって有利となる。この析出相は、強度と加工性のバランスの観点からパーライトであることが望ましいが、強度の向上を狙って、析出相中に5vol%以下のベイナイトを含有させてもよく、このとき、顕著な材質劣化は生じない。

【0025】最後に、製造条件について説明する。

(1) 熱間圧延後の仕上げ温度

仕上げ温度が850℃未満となると、層状組織の形成を助長して鋼の組織が不均一になり、加工性が悪化する。また、仕上げ温度が930℃を超えると素材の組織が粗大化し、最終製品の組織もそれに応じて粗大化する傾向があり、好ましくない。従って、仕上げ圧延温度は850 ~ 930℃の範囲とした。なお、幅方向エッジ部、長手方向先・後端部の材質を安定させるためには、870 ~ 920℃の範囲にすることがより好適である。

【0026】(2) 熱間圧延後の冷却

熱間圧延後の冷却は、1秒以内に開始しないと組織が粗

大化する傾向にあり、これは、最終製品の強度を低下させることになり、加工性も悪化する。また、冷却速度は、 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満であると、最終製品の段階で十分な強度を得ることができないため、 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とした。

【0027】(3) 前記冷却後の巻取り温度

巻取り温度もまた、鋼の組織に影響し、その結果、最終製品の強度・加工性の良否を左右する因子であるので、その最適化を図ることが重要である。すなわち、巻取り温度を 540°C 以下にすると、均一な材質と優れた強度と加工性の関係をもつ材料が製造できるが、 400°C 未満にすると、その効果がほぼ飽和してしまい、しかも、良好なコイル形状が得られないなどの操業阻害要因が発生する。従って、熱間圧延後の巻取り温度は 540°C 以下、 400°C 以上とした。

【0028】(4) 一次冷間圧延

冷間圧延は、圧下率を70%以上とすることで熱処理後に均一微細な組織を得ることができる。しかし、冷間圧下率が90%を超えると、鋼板の機械的特性の異方性が増加する傾向にある。従って、冷間圧延時の圧下率を70~90%とした。なお、組織をより均一にするには、前記圧下率を82%以上とすることが望ましい。

【0029】(5) 一次冷間圧延後の熱処理

①加熱温度及びその均熱保持時間

加熱温度は、本発明の重要な案件の1つである。すなわち、加熱温度は、 850°C 以下でかつ $(\text{Ac}_1 + 10^{\circ}\text{C}) \sim (\text{Ac}_1 + 50^{\circ}\text{C})$ の温度範囲内に設定して均熱保持し、その均熱保持時間を20秒以上にして、均熱時のオーステナイト量を10~50vol%とすることによって、熱処理後に析出相が均一に微細分散した組織を得ることができる。均熱時のオーステナイト量を10~50vol%の範囲に制御するには、加熱温度とともに均熱保持時間の制御が重要になる。少なくとも20秒以上の均熱保持時間を確保しないと安定した材質が得られない。

【0030】②冷却速度

冷却速度は、強度・時効性の制御の観点から重要である。冷却速度は、強度の増加とともに望ましい焼付け硬化性を得るため、 $70^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とした。上限については特に規制はないが、おおむねガス・ジェット冷却で達成される範囲であれば全く問題はない。また、極めて大きな強度上昇を得るには、冷却速度を $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とすることが好ましい。なお、焼付け硬化性を得るため、 400°C 以下まで、この冷却速度で急冷する。詳細な理由は不明であるが、 400°C 以下まで急冷することで冷却途中での単調なパーライトの成長を抑制できるためと推定される。なお、より顕著な強度上昇を得るには、この冷却速度で 350°C 以下まで急冷することがより望ましい。

【0031】③恒温保持温度及びその保持時間

前記冷却速度で 400°C 以下まで冷却した後、 300°C 以上の温度範囲内で、20~60sの範囲の時間だけ恒温保持することによって、焼付け硬化量を大きく損なうことな

く、室温時効による材質の劣化を抑制することができる。

【0032】(6) 2次冷間圧延する場合の圧延条件

2次冷間圧延は、強度の向上をはかる重要な案件であるとともに、加工前の時効による材質劣化を防ぐ点でも重要である。冷間圧延時の圧下率を10%以上にすることで、加工時にストレッチャーストレインの発生による不具合の発生をほぼ完全に抑制できる。10%以上の範囲で圧下率を調整することによって所望の機械的特性が得られる。しかし、35%を超える圧下率は、冷間圧延による素材の強度向上効果は十分に得られなくなる一方、イヤリング性の悪化が顕著となるので好ましくなく、また、圧延作業自体の困難さも急増する。従って、2次冷間圧延時の圧下率は、10~35%の範囲とした。

【0033】

【実施例】

・実施例1

表1に示す成分の鋼を転炉にて溶製して、表2に示すこの発明に従う製造条件、すなわち、熱間圧延、冷間圧延、熱処理、そして圧下率が15%の2次冷間圧延、錫めっきを順次行って製造した鋼板A~Iと、表3に示す成分の鋼を転炉にて溶製して、表4に示すこの発明に従う製造条件、すなわち、熱間圧延、冷間圧延、熱処理、そして圧下率が0.50%の調質圧延、錫めっきを順次行って製造した鋼板J~Rについて、焼付け硬化性及び耐時効性を評価した。また、併せて、ノンイヤリング性についても評価した。それらの結果を表5及び表6に示す。なお、鋼板A~Rは、いずれも高強度及び高加工性を有するが、鋼板A~Iは特に強度を重視して製造したものであり、一方、鋼板J~Rは特に加工性を重視して製造したものである。

【0034】また、比較例として、表5には、2回の冷間圧延による従来法（2次冷間圧延の圧下率：30%）によって製造した鋼板aと、製造条件は表2に示す本発明と同様な製造条件であるが、成分組成が本発明の限定範囲から外れている鋼板b~hとを評価した結果を併せて示してあり、また、表6には、2回の冷間圧延による従来法（2次冷間圧延の圧下率：30%）によって製造した鋼板iと、製造条件は本発明と同様であるが成分組成が本発明の限定範囲から外れている鋼板j~pとを評価した結果を併せて示してある。なお、表5及び表6には、参考として、引張り特性についても示した。

【0035】焼付け硬化性は、JIS5号試験片を用いて、2%予歪みを付加後、 $210^{\circ}\text{C} \times 20$ 分の時効処理を行い時効処理前後の変形応力の増加量で評価した。耐時効性は、無歪みで 100°C で30分の時効処理を行い引張試験を行った際の降伏点伸びの量(%)を測定し評価した。この伸び量は小さいほど耐時効性に優れている。ノンイヤリング性は、パンチ径33mmで1.65の絞り比でカップを成形し、このときのイヤリング率を測定した。なお、イ

ヤリング率は、カップの最高高さHmaxとカップの最低高さHminの差Hmax-Hminを、カップの最低高さHminで割ったときの百分率で表す。なお、焼き付け硬化量(BH)は約3 kgf/mm²以上、耐時効性は降伏点伸び*

*の発生が2%以下である必要がある。引張り特性は、同様にJIS5号試験片を用いて評価した。

【0036】

【表1】

供試鋼の組成

(重量%)

	C	Si	Mn	P	S	Al	N	その他	通 応
A	0.072	0.15	0.50	0.020	0.004	0.045	0.0045		実施例
B	0.110	0.20	0.15	0.035	0.003	0.035	0.0035	Cu:0.45, Ni:0.35	
C	0.141	0.12	0.40	0.075	0.008	0.035	0.0030		
D	0.138	0.12	0.55	0.040	0.005	0.065	0.0080		
E	0.085	0.15	0.35	0.019	0.004	0.030	0.0035		
F	0.095	0.25	0.40	0.101	0.003	0.025	0.0015	Cu:0.10, Ni:0.10	
G	0.085	0.27	0.48	0.018	0.002	0.055	0.0055	Cu:0.15, Ni:0.10, B:0.0012	
H	0.115	0.20	0.53	0.018	0.001	0.045	0.0019	Cr:0.15	
I	0.085	0.30	0.51	0.025	0.004	0.044	0.0015	B:0.0008	
a	0.105	0.01	0.45	0.018	0.005	0.045	0.0033	(2回冷延法)	比較例
b	0.180	0.17	0.50	0.020	0.004	0.025	0.0022		
d	0.081	0.15	0.01	0.016	0.004	0.044	0.0029		
e	0.053	0.20	0.52	0.160	0.005	0.040	0.0030		
f	0.051	0.20	0.51	0.018	0.015	0.047	0.0022		
g	0.057	0.25	0.55	0.020	0.007	0.0180	0.0028		
h	0.050	0.20	0.54	0.015	0.006	0.042	0.0125		

【0037】

※ ※【表2】

製 造 条 件

熱延仕上げ 温度 (℃)	冷却開始 遅れ時間 (s)	冷却速度 (℃/s)	巻取り 温度 (℃)	冷 延 圧下率 (%)	熱処理 温度 (℃)	均熱時間 (s)	冷却速度 (℃/s)	恒温保持 温度 (℃)	恒温保持 時間 (s)
880~920	0.5 ~ 0.8	70~130	420~ 530	77~85	780~ 840	20~50	80~120	350~ 320	30~50

推定される「均熱時のオーステナイト量」は17~40%

【0038】

【表3】

供試鋼の組成

(重量%)

	C	Si	Mn	P	S	Al	N	その他	適 応
J	0.082	0.15	0.45	0.025	0.004	0.055	0.0027		実施例
K	0.120	0.15	0.15	0.035	0.003	0.025	0.0029	Cu:0.50, Ni:0.30	
L	0.150	0.15	0.35	0.065	0.004	0.035	0.0031		
M	0.145	0.20	0.45	0.040	0.005	0.065	0.0022	Cr:0.15	
N	0.085	0.25	1.10	0.018	0.004	0.035	0.0026		
O	0.085	0.20	0.40	0.110	0.003	0.055	0.0014	Cu:0.10, Ni:0.10	
P	0.085	0.15	0.39	0.022	0.002	0.035	0.0010	Cu:0.15, Ni:0.10, B:0.0012	
Q	0.125	0.13	0.45	0.018	0.001	0.045	0.0017		
R	0.085	0.15	0.70	0.027	0.004	0.044	0.0021	B:0.0008	比較例
I	0.050	0.01	0.45	0.018	0.010	0.040	0.0033	(2回冷延法)	
J	0.190	0.12	0.55	0.022	0.004	0.025	0.0022		
k	0.050	0.45	0.65	0.011	0.003	0.038	0.0031		
l	0.080	0.12	1.55	0.003	0.004	0.045	0.0029		
m	0.050	0.12	0.65	0.160	0.005	0.042	0.0030		
n	0.050	0.15	0.60	0.003	0.009	0.047	0.0022		
o	0.050	0.15	0.65	0.003	0.008	0.152	0.0024		
p	0.050	0.15	0.65	0.003	0.008	0.042	0.0145		

【0039】

* * 【表4】

製 造 条 件

熱延仕上げ 温度 (℃)	冷却開始 遅れ時間 (s)	冷却速度 (℃/s)	巻取り 温度 (℃)	冷 延 圧下率 (%)	熱処理 温度 (℃)	均熱時間 (s)	冷却速度 (℃/s)	恒温保持 温度 (℃)	恒温保持 時間 (s)
880~930	0.3 ~ 0.7	70~100	450~ 520	75~83	770~ 780	25~45	80~100	350~ 320	20~40

推定される「均熱時のオーステナイト量」は15~30%

【0040】

【表5】

	Y. S. (kgf/mm ²)	T. S. (kgf/mm ²)	B1 (%)	BII (kgf/mm ²)	時効後 Y, B1 (%)	イヤリング率 (%)	その他	通 用
A	51	54	11	4	0.3	0.4		実施例
B	57	60	10	4	0.3	0.4		
C	70	74	8	4	0.3	0.6		
D	65	68	9	4	0.4	0.4		
E	65	68	8	4	0.2	0.6		
F	60	63	9	4	0.2	0.6		
G	51	54	11	3	0.4	0.4		
H	64	67	9	3	0.5	0.4		
I	57	60	10	4	0.2	0.6		
a	62	64	3	0	0.5	7.5		比較例
b	74	78	6	2	0.8	0.4		
d	47	49	12	2	0.9	0.4	表面疵	
e	67	70	8	3	0.8	1.0		
e	59	62	10	2	1.5	0.9		
f	47	49	12	1	0.8	0.8		
g	46	48	12	2	0.7	0.9	表面疵	
h	45	47	13	3	1.6	0.9		

注) イヤリング率は、パンチ径33mmで1.65の絞り比で成形したカップで調査した。

プレス加工後のカップの最高高さをH_{max}、最低高さをH_{min}とした時、

$(H_{max} - H_{min}) / H_{min} \times 100(\%)$ で表わした。

	17	18						
	Y. S. (kgf/mm ²)	T. S. (kgf/mm ²)	E1 (%)	BH (kgf/mm ²)	時効後 Y. B1 (%)	イヤリング率 (%)	その他	適 用
J	29	44	33	5	0.6	0.2		
K	33	50	30	5	0.5	0.2		
L	43	68	24	6	0.3	0.2		
M	40	58	28	5	0.3	0.3		
N	37	58	26	6	0.2	0.3		実施例
O	35	51	29	5	0.2	0.2		
P	27	43	34	4	0.3	0.3		
Q	37	58	25	4	0.3	0.2		
R	34	49	36	5	0.2	0.3		
i	48	48	5	1	0.2	0.9		
j	48	69	15	2	1.2	0.2		
k	27	39	32	2	1.1	0.2	表面疵	
l	41	62	20	4	1.0	0.5		比較例
m	35	52	28	3	2.9	0.4		
n	28	38	18	2	1.2	0.3		
o	26	38	31	2	1.1	0.3	表面疵	
p	24	35	39	4	2.9	0.2		

【0042】表5及び表6の結果から明らかなように、この発明に従って製造された鋼板A～I及び鋼板J～Rは、それぞれ、比較例に示した鋼板a及び鋼板iに比して、焼付け硬化性、耐時効性、及びノンイヤリング性のいずれの性能とも優れ、また、その他の比較例に示した鋼板b～h及び鋼板j～pに比しても、これらの総合性能がバランスよく優れ、しかも、強度及び加工性についても、これらの比較例と同等程度の性能を有していることがわかる。

【0043】また、この発明の鋼板A～Rは、製缶用鋼板にとって有害な表面疵の発生もない。さらに、この発明の鋼板A～Rの組織観察を行ったところ、これらの鋼板は、いずれも析出相であるパーライトの析出割合に差はあるもののフェライト結晶粒間にパーライト相が均一に微細分散した組織を有することがわかった。

【0044】次に、一般に缶の種類としては、いわゆる2ピース缶と3ピース缶とが知られているが、前記発明鋼板A～Rを、市販の350g缶に相当するこれら2種類の缶に成形して種々の調査をおこなった。

(i) 2ピース缶(DRD缶、DTR缶、DI缶)

(a)本発明鋼板A～Iを用いた場合

比較的浅い成形のみが可能であり、しごき加工性については従来の鋼板と同等であった。そして、さらに、以下のような知見が得られた。

・比較的良好な延性は製缶の絞り工程をより容易にする。(今回の発明鋼板では、成形時の皺発生頻度が全製

缶数の約90%に低減された。)

・本発明鋼板の場合は時効性が小さいため製缶の絞り工程が安定する(ストレッチャーストレインが発生しない。)

・面内異方性が小さいので製缶時に耳の発生が少なく歩留りが向上する。

・焼付け硬化性を有しているので最終的な缶自体の強度が高い。

【0045】(b)本発明鋼板J～Rを用いた場合(DI缶のみ評価)

・良好な延性は製缶の絞り工程をより容易にする。(今回の発明鋼板では、成形時の皺発生頻度が全製缶数の約70%に低減された。)

・本発明鋼板の場合は時効性が小さいため製缶の絞り工程が安定する。

・面内異方性が小さいので製缶時に耳の発生が少なく歩留りが向上する。

・低降伏応力であるため歪みの伝播が全体的により均一となる。

・焼付け硬化性を有しているので最終的な缶自体の強度が高い。

【0046】(ii)3ピース缶の場合

(a)発明鋼板A～Iを用いた場合

・時効性が小さいため製缶の加工工程が安定する。

・腰折れなどが発生しない。

・焼付け硬化性を有しているので最終的な缶自体の強度

が高い。

・C量を比較的低くできるので溶接性が良好である。

【0047】(b)発明鋼板J～Rを用いた場合

・時効性が小さいため製缶の加工工程が安定する。

・低降伏応力であるため歪みの伝播が全体的により均一となる。

・焼付け硬化性を有しているので最終的な缶自体の強度が高い。

【0048】その他として比較材である従来の製法に従って2次冷間圧延にてのみ加工硬化させた鋼板の場合、
その硬化自体が熱的に不安定であるので、高温で比較的長時間の熱処理などが施される場合は急激な強度の低下を伴う場合があった。また従来の2回冷間圧延した鋼板の場合は、その製造工程において圧下率を厳密に制御することは容易でなく、従って、材質のばらつきが大きく、最終的な缶の強度に対しても、ばらつきの大きな要因となっていた。

【0049】これに対して、発明鋼板A～Iは、熱処理によってある程度の強度をもたせることができるので、2次冷間圧延における圧下率を低めに抑えても、十分な強度を得ることができて、より材質制御が容易になった。また、発明鋼板J～Rは、熱処理後の冷間圧延は基本的には不要であり、鋼組成や熱処理条件を制御すれば極めて高い精度で材質を制御できる。

【0050】・実施例2

二種類の発明鋼板A及びJを、それぞれ表7（2次冷間圧延における圧下率：15%）及び表8に示す発明に従う製造条件（条件1）及び発明に従わない製造条件（条件2～9）で、それぞれ製造し、それぞれ15#ふりき及び25#ふりきにし、実施例1と同様な性能について評価した。これらの評価結果をそれぞれ表9及び表10に示す。

【0051】

【表7】

条 件	仕上げ温度 (℃)	水冷開始 遅れ時間 (s)	冷却速度 (℃/s)	巻取り温度 (℃)	冷延圧下率 (%)	熱処理温度 (℃)	均熱時間 (s)	均熱時オース テナイト率 (%)	平均粒径 (μm)	比較例	
										実施例	比較例
1	890	0.7	75	515	87	770	45	21	14	14	14
2	820	0.6	72	505	82	760	45	16	18	18	18
3	938	0.5	74	530	80	745	50	15	12	12	12
4	878	2.1	90	485	82	750	35	16	21	21	21
5	890	0.4	20	520	74	810	30	24	19	19	19
6	920	0.8	77	610	89	755	45	16	18	18	18
7	870	0.9	80	500	96	770	40	23	14	14	14
8	900	0.7	100	515	76	705	20	7	19	19	19
9	890	0.8	120	430	73	870	65	55	22	22	22

【0052】

【表8】

*【0053】
【表9】

10

20

30

*

条件	仕上げ温度 (°C)	水冷開始 遅れ時間 (s)	冷却速度 (°C/s)	絶取り温度 (°C)	冷延圧下率 (%)	熱処理温度 (°C)	均熱時間 (s)	均熱時オース テナイト量 (%)	平均粒徑 (μm)
1	885	0.4	80	515	85	770	45	20	12
2	800	0.7	72	520	80	750	45	18	13
3	955	0.7	74	535	82	740	50	13	11
4	885	2.2	97	480	80	750	30	15	13
5	895	0.5	20	520	75	800	35	24	15
6	905	0.6	77	600	88	750	45	17	14
7	875	0.8	80	500	95	770	40	21	13
8	915	0.7	100	510	74	700	20	5	11
9	895	0.7	125	430	71	855	60	35	20

21

実施例

比較例

	Y. S. (kgf/mm^2)	T. S. (kgf/mm^2)	YR (%)	E1 (%)	BH (kgf/mm^2)	時効後 Y. B1 (%)	イヤリング率 (%)	適 用
1	56	59	95	8	4	0.2	0.15	実施例
2	53	57	93	6	2	1.0	0.45	比較例
3	53	58	91	5	1	1.2	0.35	
4	49	52	94	6	2	1.2	0.55	
5	50	53	94	6	1	1.0	0.50	
6	51	54	94	5	1	0.8	0.35	
7	51	54	94	6	1	0.8	0.60	
8	54	57	95	5	3	0.8	0.25	
9	56	59	95	5	3	0.2	0.30	

【0054】

* * 【表10】

	Y. S. (kgf/mm ²)	T. S. (kgf/mm ²)	YR (%)	B1 (%)	BH (kgf/mm ²)	時効後 Y, B1 (%)	イヤリング率 (%)	速 用
1	29	44	66	33	5	0.7	0.1	実施例
2	27	39	65	33	2	2.9	0.4	
3	32	42	76	29	4	3.2	0.2	
4	27	37	73	31	2	3.2	0.3	
5	27	41	66	32	2	3.2	0.3	
6	26	37	70	35	2	4.0	0.3	
7	28	44	64	31	2	3.2	0.4	
8	31	35	89	33	2	3.0	0.4	
9	31	45	72	24	3	0.2	0.1	

【0055】表9及び表10の結果から明かなように、この発明に従う製造条件1で製造した鋼板A及びJは、それぞれ比較例に示した発明に従わない製造条件2～9で製造した場合に比し、焼付け硬化性、耐時効性、及びノンイヤリング性のいずれの性能とも同等以上に優れていて、しかも、強度及び加工性についても、比較例と同等以上の性能を有していることがわかる。

【0056】・実施例3

発明鋼板B及び比較鋼板aと、発明鋼板M及び比較鋼板bとを、それぞれ、本発明に従う製造条件の範囲内で製造し、これらの製造した鋼板を、飲料缶に成形したときの缶強度を評価した。

※

製缶後の缶体強度の調査結果

鋼	原板 TS (kgf/mm ²)	耐軸荷重強度 (kgf)	缶体圧縮強度 (kgf)	
B	65	450	8.5	実施例
a	67	420	8.0	比較例

【0059】評価結果から、発明鋼板Bは、原板の強度が比較鋼板aに比し低いにもかかわらず、最終的な耐圧力強度が比較鋼板aよりも大きいことがわかる。なお、この発明鋼板は、表面に有機樹脂皮膜を付加して用いる用途に対しても十分に適応するものであり、(ただしその場合は表面処理はスズではなくクロムめっきとすべきである。)、特に発明鋼板は、熱的に安定であることがフィルム付着加工時の熱処理に対して材質の劣化・変動がないという点で優れている。

※【0057】(a)発明鋼板B及び比較鋼板aは、原板厚み0.210mmとして250mlの3ピースの飲料缶に成形し、この缶の、耐軸荷重強度及び缶体圧縮強度の評価を行った。なお、成形後には、205℃×20min.の焼付け塗装処理を行った。耐軸荷重強度は、缶を軸方向に圧縮する際の座屈強度である。缶体圧縮強度は、12.5mmφで長さが40mmの円柱体を缶胴部に押し当てて局部的圧力を負荷し、凹みを生ずるときの臨界荷重で評価した。評価結果を表11に示す。

【0058】

【表11】

【0060】(b)発明鋼板M及び比較鋼板bは、原板厚み0.24mmとして350mlの飲料缶に成形し、この缶の、耐軸荷重強度、ボトム耐圧強度の評価を行った。なお、成形後には、200℃×20min.の焼付け塗装処理を行った。ボトム耐圧強度は、缶に静水圧をかけ底の部分がバックリングを起こす臨界の応力を求めて測定する。これらの評価結果を表12に示す。

【0061】

【表12】

製缶後の缶体強度の調査結果

鋼	原板 TS (kgf/mm ²)	ボトム耐圧強度 (kgf/cm ²)	耐軸荷重強度 (kgf/cm ²)	
M	59	7.2	440	実施例
b	61	7.1	425	比較例

【0062】評価結果から、発明鋼板Mは、原板の強度が比較鋼板bに比し低いにもかかわらず、最終的な耐圧 10 時効性に優れる高強度高加工性製缶用鋼板を提供でき、力強度が比較鋼板bよりも大きいことがわかる。従って、製缶後の使用時において十分な缶強度を有する

【0063】

* 【発明の効果】この発明によれば、焼付け硬化性及び耐製品の製造が可能になる。

フロントページの続き

(51)Int.Cl.⁸
C 2 2 C 38/54

識別記号 片内整理番号 F I

技術表示箇所

(72)発明者 久々湊 英雄
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社千葉製鉄所内